

## Формирование низкоомных слоев *p*-типа в гетероструктурах $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}/\text{GaN}$

*Е.Н. Вигдорович*

*МИРЭА – Российский технологический университет, г. Москва,  
Россия*

*evgvig@mail.ru*

Технология изготовления функциональной гетероструктуры на основе GaN дает возможность выращивать слои GaN и  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  *n*-типа и слои GaN и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  *p*-типа. Если с получением слоев *n*-типа особых технологических проблем в настоящее время не существует, то получение слоев *p*-GaN – сложная задача. В работе показано, что в процессе получения легированного акцепторами GaN (при большом избытке  $\text{NH}_3$ ) с применением металлоорганических соединений существует термодинамическая возможность образования высокой концентрации нейтральных комплексов  $(A-H)^0$ . Установлено, что уменьшение концентрации акцептора и, соответственно, водорода в слоях снижает концентрацию нейтральных комплексов и упрощает технологическую задачу получения низкоомных слоев *p*-типа даже при низких концентрациях акцептора. Однако это требует разработки новых технологических приемов уменьшения содержания водорода и нежелательных примесей, таких как Si,  $\text{O}_2$  и C, при эпитаксии GaN. Оптимальный расход  $\text{Cr}_2\text{Mg}$ , при котором в эпитаксиальном слое достигается максимально возможная концентрация магния  $(6-8) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , составляет около 20–30 л/мин. Для достижения максимальных значений квантового выхода отжиг гетероструктур необходимо проводить в узком диапазоне температур (1063–1073 K).

**Ключевые слова:** нитрид галлия; акцепторы; нейтральные комплексы; активация примеси

**Для цитирования:** Вигдорович Е.Н. Формирование низкоомных слоев *p*-типа в гетероструктурах  $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}/\text{GaN}$  // Изв. вузов. Электроника. – 2019. – Т. 24. – № 2. – С. 118–128. DOI: 10.24151/1561-5405-2019-24-2-118-128

## The Formation of Low Resistivity Layers of *p*-type in Heterostructure $Ga_{1-x}Al_xN/GaN$

*E.N. Vigdorovich*

*MIREA – Russian University of technology, Moscow, Russia*

*evgvig@mail.ru*

**Abstract:** When designing a functional heterostructure based on GaN, its manufacturing technology should allow to grow GaN and  $In_xGa_{1-x}N$  layers of *n*-type conductivity and GaN and  $Al_xGa_{1-x}N$  *p*-type conductivity. Specially unalloyed epitaxial layers GaN and  $In_xGa_{1-x}N$  have *n* type of conductivity with electron concentration ranging from  $1 \cdot 10^{16}$  to  $1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . In many works it is reliably established that uncontrolled donors are vacancies in the field of nitrogen atoms in the crystal lattice. These donors form small energy levels in the forbidden zone. The Ge and Si atoms in the GaN semiconductor are small donors. To create highly doped layers with a high concentration of electrons up to  $1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , it is necessary to carry out a special doping with donor impurities during their cultivation. Impurities Si, O<sub>2</sub>, C and structural defects, as a rule, form different neutral and electroactive complexes with each other, which, as studies show, easily disintegrate at temperatures  $T > 600 \text{ K}$ . If there are currently no specific technological problems with obtaining *n* – layers, then obtaining *p*-GaN layers was the most difficult problem. It is shown that in the process of obtaining the method of MOCVD doped with GaN acceptors (with a large excess of NH<sub>3</sub>), there is a thermodynamic possibility of localization of acceptors (A) due to the formation of a high concentration of neutral complexes (A-H)<sup>0</sup>. It is established that the decrease in the concentration of the acceptor and, accordingly, hydrogen in the layers will reduce the localization of the acceptor in neutral complexes and simplify the technological task of obtaining low-resistance layers of the hole type of conductivity even at low concentrations of the acceptor. However, this will require the development of new technological methods, since such a task is directly related to the reduction in the epitaxy of GaN hydrogen content and «undesirable» impurities, such as Si, O<sub>2</sub> and C. The optimal expenditure of Cp<sub>2</sub>Mg, at which in the epitaxial layer the maximally possible concentration of Mg  $(6-8) \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  is achieved, is about 20–30 l/min. To achieve maximum values quantum yield annealing of heterostructures must be necessarily conducted in the temperature range (1063–1073 K).

**Key words:** gallium nitride; acceptors; neutral complexes; impurity activation

**For citation:** Vigdorovich E.N. The formation of low resistivity layers of *p*-type in heterostructure  $Ga_{1-x}Al_xN/GaN$ . *Proc. Univ. Electronics*, 2019, vol. 24, no. 2, pp. 118–128. DOI: 10.24151/1561-5405-2019-24-2-118-128

**Введение.** Улучшение и расширение диапазона функциональных характеристик электронных систем, в том числе оптического и СВЧ-диапазона, связаны с разработкой элементной базы гражданского и военного назначения [1, 2]. Перспективным материалом для этих целей является нитрид галлия (GaN) в виде многокомпонентных упруго-напряженных наногетероструктур  $AlN/AlGaN/GaN/InGaN/GaN$  *n*- и *p*-типа [3, 4]. Высокая критическая напряженность поля GaN дает возможность реализовывать более высоковольтные приборы, большая ширина запрещенной зоны обеспечивает стабильность свойств при изменении температуры или воздействии радиации. Это важно в первую очередь для космической и военной электроники, а также для устройств, работающих в жестких условиях. Высокая подвижность электронов в GaN и дрейфовая ско-

рость определяют значительно меньшее сопротивление в проводящем состоянии и большую удельную мощность по сравнению с кремнием [5].

Основная проблема при создании мощных полевых транзисторов на основе GaN – «выброс» большим электрическим полем вблизи края затвора электронов из канала на поверхность пластины и в слой GaN, что приводит к увеличению сопротивления канала. В результате возникает явление коллапса, т.е. ток стока при росте напряжения стока резко падает [6]. При продольной конфигурации структуры справиться с коллапсом тока позволяет поляризация верхней и нижней границ раздела канала AlGaN. В результате у границ раздела формируются двухмерный дырочный газ (2DHG) с концентрацией дырок  $1,3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  и двухмерный электронный газ (2DEG), что значительно подавляет коллапс тока. В качестве недостатка продольной геометрии можно отметить большое продольное расстояние, пропорциональное рабочему напряжению и току, и низкую термическую стойкость из-за использования кремниевой подложки. Транзисторы, созданные на основе вертикальных гомоэпитаксиальных GaN-структур, лишены данных недостатков. В таких устройствах ток протекает через GaN-подложку вертикально и большая часть падения напряжения приходится на вертикальное направление. Размер кристалла может быть в пять и более раз меньше, чем при продольной структуре. Более того, в вертикальной структуре при отсутствии коллапса тока повышаются скорости переключения и термическая стойкость. Отметим, что вертикальная конфигурация требует биполярной  $p$ - $n$ -структуры. Получение низкоомных слоев  $p$ -типа позволяет создавать излучатели синего, зеленого и белого свечения высокой мощности [7].

При создании нелегированных слоев GaN с применением металлоорганических соединений (МОС-гидридная эпитаксия) независимо от условий получается устойчивый электронный тип проводимости. Это связано главным образом с возникновением в слоях высокой концентрации азотных вакансий и «неконтролируемым» легированием Si, O<sub>2</sub> и C. Примеси Si, O<sub>2</sub>, C и структурные дефекты, как правило, образуют друг с другом различные нейтральные и электроактивные комплексы, которые, как показывают исследования, легко распадаются при температуре  $T > 600 \text{ K}$ .

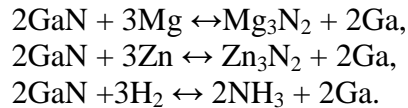
В настоящее время не существует технологических проблем при получении слоев  $n$ -типа, гораздо сложнее получить слои  $p$ -GaN. Цель настоящей работы – исследование получения слоев  $p$ -типа в гетероструктурах Ga<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>N/GaN.

**Акцепторы в GaN.** В соответствии с моделью тетраэдрических связей в соединениях и твердых растворах в системе AlGaN атомы элементов II группы (Zn, Cd, Mg и Be), введенные в подрешетку элементов III группы, – типичные акцепторы. Известно, что при легировании твердых растворов Al<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub>N цинком и кадмием возникают глубокие энергетические уровни в запрещенной зоне (0,34 и 0,55 эВ соответственно). Это затрудняет образование свободных дырок при комнатной температуре. Бериллий и его летучие соединения химически активны и опасны для здоровья человека, поэтому его использование в качестве легирующего компонента требует повышенных мер безопасности и усложняет технологическую реализацию процесса.

В качестве основного элемента для создания  $p$ -типа проводимости в GaN используются магний. Однако даже при увеличении концентрации акцепторов (Mg, Zn) до  $10^{20} \text{ см}^{-3}$  в процессе эпитаксии получают высокоомные компенсированные ( $i$ ) слои. Учитывая высокую растворимость акцепторов в соединениях A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>, можно было ожидать, что увеличение при легировании концентрации акцепторов (более  $10^{20} \text{ см}^{-3}$ ) приведет к образованию дополнительных структурных и точечных дефектов. Однако этого не наблюдается. При этом в некоторых случаях обнаружена инверсия типа проводимости. Это явление можно объяснить, если предположить, что решающую роль в формировании свойств легированных акцепторами слоев GaN играет водород. Во-первых, водород является основным газом-носителем при газофазной эпитаксии. Во-вторых, при взаимодействии, например, МОС Ga с NH<sub>3</sub> в процессе МОС-гидридной эпитаксии основным продуктом реакции кроме GaN является атомарный водород. При разложении МОС

также возможно образование атомарного водорода. Водород в GaN может являться донором ( $H^+$ ) или акцептором ( $H^-$ ), и его поведение будет определяться реальными условиями эпитаксии GaN. Так, при наличии в слоях донорных примесей водороду энергетически выгодно быть акцептором ( $H^-$ ). При этом, вероятнее всего, будут образовываться неустойчивые при высокой температуре нейтральные или донорные комплексы. В случае легирования слоев акцепторными примесями водороду энергетически выгоднее быть донором ( $H^+$ ), и тогда возможно образование комплексов типа  $(A-H)^0$ .

**Растворимость примесей в GaN.** При термодинамическом равновесии процесс растворения примесей в GaN можно записать в виде



Расчетные значения изобарно-изотермического потенциала для этих реакций в широком интервале температур отрицательны, что свидетельствует о термодинамической возможности их протекания. Константу равновесия для реакции растворения магния можно представить как

$$K_p(Mg) = \frac{a_{Mg_3N_2} a_{Ga}^2}{a_{GaN}^2 a_{Mg}^3},$$

где  $a$  – активность соответствующих компонентов.

Аналогично можно выразить константу равновесия и для растворения Zn и H. Считая, что реакция проходит в растворе, и начиная с некоторой концентрации примеси  $N_i$ , галлий и нитриды примесей будут присутствовать в виде избыточных фаз, получаем для идеальных растворов уравнение для определения константы равновесия:

$$K_p = \frac{1}{N_{GaN}^n N_i^3},$$

здесь  $N$  – концентрация;  $n$  – стехиометрический коэффициент.

Так как  $N_{GaN} \sim 1$  мольной доли, а  $K_p$  связана с изобарно-изотермическим потенциалом  $\Delta Z_r$  выражением

$$\Delta Z_T = -RT \ln K_p, \quad \Delta Z_T = -RT \ln(1 / N_i^3),$$

получаем

$$N_i = \exp\left(\frac{-\Delta Z_T}{3RT}\right).$$

Таким образом, рассчитав значения изобарно-изотермического потенциала, можно определить предельную равновесную концентрацию примеси (растворимость) в GaN. Результаты расчета предельной концентрации атомарного водорода в GaN при наличии молекулярного азота при различных температурах приведены в табл. 1. При расчете использовались термодинамические данные из [8–10].

В [11] показано, что растворимость подвижных доноров при наличии малоподвижного акцептора возрастает. На основании этого можно заключить, что предельная концентрация атомарного водорода при легировании GaN акцепторами Mg и Zn может быть выше расчетной и составлять более  $10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Данный вывод подтвержден прямыми измерениями (SIMS). Так как концентрация атомарного водорода в системе определяется разложением  $NH_3$ , добавление азота в соответствии с реакцией



Таблица 1

Равновесная предельная концентрация, см<sup>-3</sup>, водорода и акцепторов в GaN

Table 1

The equilibrium concentration, cm<sup>-3</sup>, of hydrogen acceptors in GaN

T, K	H		Mg	Zn
	NH <sub>3</sub> +H <sub>2</sub>	NH <sub>3</sub> +N <sub>2</sub>		
800	1,4 · 10 <sup>16</sup>	2,5 · 10 <sup>15</sup>	3,3 · 10 <sup>20</sup>	>10 <sup>21</sup>
900	9,2 · 10 <sup>17</sup>	1,2 · 10 <sup>17</sup>	1,0 · 10 <sup>21</sup>	
1200	1,5 · 10 <sup>19</sup>	2,6 · 10 <sup>18</sup>	2,1 · 10 <sup>21</sup>	
1400	1,1 · 10 <sup>20</sup>	2,3 · 10 <sup>19</sup>	3,5 · 10 <sup>21</sup>	

будет способствовать снижению концентрации атомарного водорода в GaN. Для этого случая равновесную концентрацию атомарного водорода можно рассчитать по уравнению

$$N_H = \exp\left(\frac{\Delta Z_T}{9RT}\right).$$

**Образование нейтральных комплексов.** Теория образования донорно-акцепторных пар, сформулированная Н. Reiss, С.S. Fuller, F.J. Morin, получила дальнейшее развитие в работах В.М. Глазова [12] применительно к соединениям А<sup>III</sup>В<sup>V</sup>. Согласно этой теории при совместном легировании полупроводника донорами и акцепторами кроме ионной пары ( $e^-e^+$ ) образуются и нейтральные донорно-акцепторные комплексы типа ( $D-A$ )<sup>0</sup>. Для этого процесса можно написать уравнение равновесия в виде

$$(N_D - P) + (N_A - P) = P,$$

где  $N_D$ ,  $N_A$  – концентрация доноров и акцепторов соответственно;  $P$  – концентрация образовавшихся нейтральных комплексов.

Тогда

$$K_P = \frac{P}{(N_D - P)(N_A - P)}.$$

Отсюда можно определить долю связанных в нейтральные комплексы акцепторов:

$$\frac{P}{N_A} = \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{1}{N_A K_P} + \frac{N_D}{N_A} \right) - \sqrt{4 \left( 1 + \frac{1}{N_A K_P} + \frac{N_D}{N_A} \right)^2 - \frac{N_D}{N_A}}.$$

Константа равновесия образования нейтрального комплекса рассчитывается в соответствии с теорией Дебая – Хюккеля. При кулоновском взаимодействии возникает так называемый обобщенный потенциал иона  $\alpha$ , который характеризует напряженность электрического поля иона и определяет его поведение:

$$K_P = 4\pi(\alpha r)^3 Q(\alpha),$$

$$\alpha = \frac{q^2}{4\pi\epsilon_0\epsilon Tr},$$

здесь  $r$  – расстояние между атомами в комплексе;  $Q(\alpha)$  – функция, взятая из работы [12];  $q$  – заряд электрона;  $\epsilon_0$  – диэлектрическая постоянная в вакууме;  $\epsilon$  – диэлектрическая постоянная матрицы.

При наличии в эпитаксиальном GaN большой концентрации вакансий подвижный ион ( $H^+$ ), вероятнее всего, займет место вакансии и войдет в узлы решетки. При этом в результате кулоновского взаимодействия с акцептором возникает полярная ковалентная связь и образуется устойчивый при высоких температурах «химический» комплекс  $(A-H)^0$ . В данном случае расстояние между атомами будет определяться соответствующими ковалентными радиусами. Так, для  $(Mg-H)^0$  расстояние составляет 0,192 нм, для  $(Zn-H)^0$  – 0,100 нм. Исследование показало, что расстояние между атомами в комплексе  $(Mg-H)^0$  равно 0,196 нм [11], что очень близко к рассчитанному значению. В табл. 2 приведены результаты расчета константы равновесия и доли акцепторов, связанных в нейтральный комплекс, для рассматриваемых систем при  $N_A = N_D = 10^{20} \text{ см}^{-3}$ .

Таблица 2

Изменение концентрации нейтральных комплексов в зависимости от температуры роста  
Table 2

Changes in the concentration of neutral complexes from temperature

T, K	$(Mg-H)^0$		$(Zn-H)^0$	
	$K_p$	$P/N_{Mg}$ , мольная доля	$K_p$	$P/N_{Zn}$ , мольная доля
500	$7,7 \cdot 10^{-17}$	0,99	$1,1 \cdot 10^{-16}$	1,00
600	$6,7 \cdot 10^{-18}$	0,96	$1,0 \cdot 10^{-17}$	0,99
800	$5,1 \cdot 10^{-19}$	0,87	$7,6 \cdot 10^{-19}$	0,92
1000	$1,0 \cdot 10^{-19}$	0,73	$1,5 \cdot 10^{-19}$	0,80
1200	$3,3 \cdot 10^{-20}$	0,58	$4,9 \cdot 10^{-20}$	0,67
1400	$5,0 \cdot 10^{-21}$	0,25	$7,5 \cdot 10^{-21}$	0,36

Рассмотрим полученные результаты расчета изменения доли нейтральных комплексов на примере комплексов  $(Mg-H)^0$ . Повышение температуры роста и увеличение концентрации акцептора приводят к некоторому снижению концентрации нейтральных комплексов, однако значение это остается достаточно высоким (рис.1).

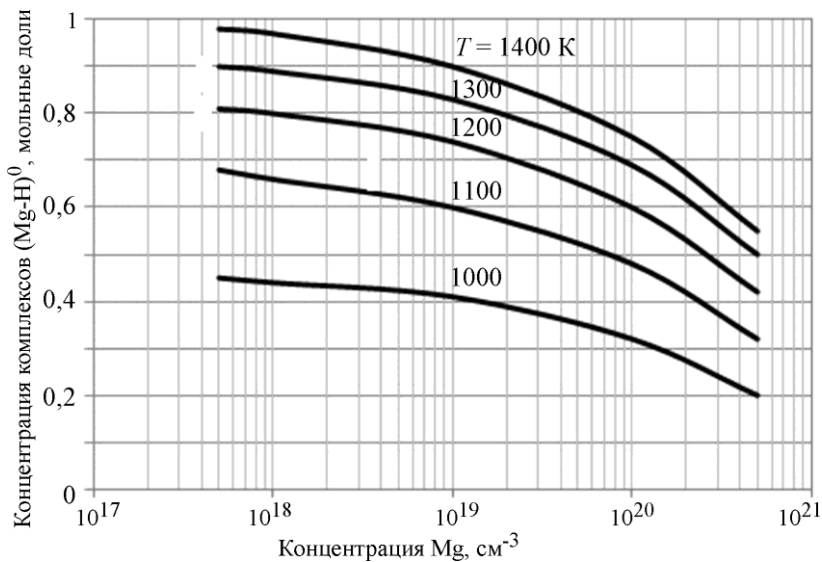


Рис.1. Зависимость концентрации нейтральных комплексов  $(Mg-H)^0$  от концентрации Mg в слоях GaN при  $N_H = 10^{20} \text{ см}^{-3}$  и разной температуре роста

Fig.1. The dependence of the concentration of neutral complexes  $(Mg-H)^0$  on the magnesium concentration in the layers of gallium nitride at  $N_H = 10^{20} \text{ см}^{-3}$  and different temperature

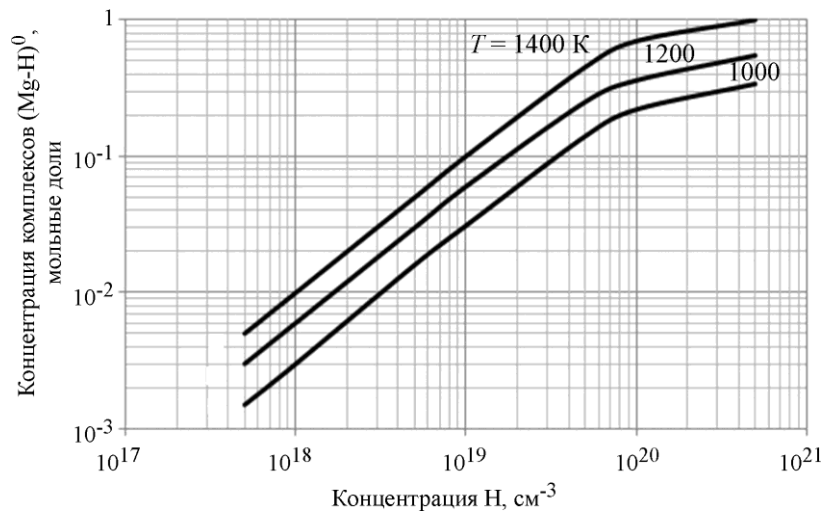


Рис.2. Зависимость концентрации комплексов  $(\text{Mg-H})^0$  от концентрации H в слоях GaN при концентрации  $N_{\text{Mg}} = 10^{20} \text{ см}^{-3}$  и разной температуре роста  
 Fig.2. Dependence of the concentration of complexes  $(\text{Mg-H})^0$  on the hydrogen concentration in the GaN layers at a concentration of  $N_{\text{Mg}} = 10^{20} \text{ см}^{-3}$  and different temperatures

На рис.2 представлено изменение доли комплексов в зависимости от концентрации водорода в GaN. При уменьшении концентрации атомарного водорода с  $10^{20}$  до  $10^{19} \text{ см}^{-3}$  доля комплексов  $(\text{Mg-H})^0$  снижается на порядок (до  $5 \cdot 10^{-2}$  для 1400 К и  $N_{\text{Mg}} = 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ) и концентрация активных акцепторов достигает значения  $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . В этом случае при среднем уровне неконтролируемых доноров  $(1-5) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  возможно получение устойчивого низкоомного *p*-типа проводимости. Аналогичная картина наблюдается и для комплексов  $(\text{Zn-H})^0$ . Отжиг при более низких температурах позволяет значительно снизить растворимость атомарного водорода, но при этом для достижения равновесия потребуется увеличение времени обработки. Именно так в настоящее время

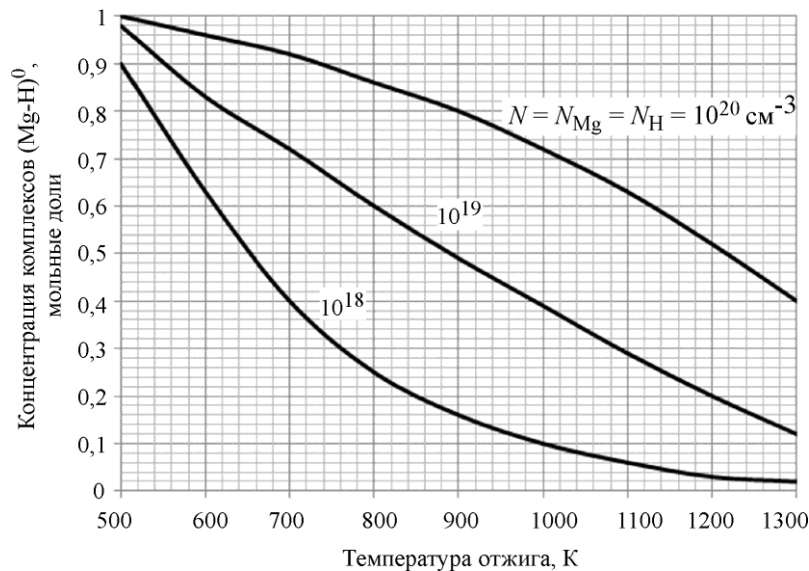


Рис.3. Изменение концентрации комплексов  $(\text{Mg-H})^0$  в зависимости от температуры отжига при разной концентрации  $N = N_{\text{Mg}} = N_{\text{H}}$   
 Fig.3. Change in the concentration of complexes  $(\text{Mg-H})^0$  from temperature at different  $N = N_{\text{Mg}} = N_{\text{H}}$

создается *p*-тип проводимости в GaN. Концентрацию водорода в слоях снижают следующими методами, уменьшая при этом долю связанных акцепторов: обработкой при низких температурах потоком низкоэнергетических электронов (LEEBI) или высокотемпературным отжигом в инертной атмосфере (RTA). Так, с использованием метода LEEBI удастся снизить удельное сопротивление легированных магнием слоев GaN с  $10^4$  до 3 Ом·см, а с применением метода RTA – с  $10^6$  до 2 Ом см и ниже и получить устойчивый *p*-тип проводимости.

На рис.3 приведены результаты расчета изменения доли нейтральных комплексов  $(Mg-H)^0$  в зависимости от температуры отжига при различной исходной концентрации водорода и акцептора в слоях ( $N_D = N_A$ ).

**Исследование получения низкоомных слоев *p*-типа.** Для получения слоев GaN и  $Al_xGa_{1-x}N$  *p*-типа наиболее подходящей примесью является Mg. В качестве источника Mg в процессе МОС-гидридной эпитаксии применяются дициклопентодиенил магния ( $Cr_2Mg$ ). Поскольку конечная цель легирования – получение максимально возможной концентрации дырок в этих слоях, необходимо определить зависимость концентрации атомов Mg от скорости расхода основного применяемого вещества  $Cr_2Mg$ . На этапе роста слоев концентрацию акцепторной примеси можно контролировать путем регулирования количества соответствующего газообразного источника, поступающего в реактор. По данным измерений вторичной ионной масс-спектрометрии, зависимость концентрации атомов Mg от расхода соединения  $Cr_2Mg$ , поступающего в реактор, имеет четко выраженный максимум в интервале  $(6-8) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Он соответствует расходу источника (в данной конструкции) 25 л/мин.

Ранее предполагалось, что концентрация Mg в образцах будет расти с увеличением расхода  $Cr_2Mg$  до уровня предельной растворимости Mg в GaN более  $10^{21} \text{ см}^{-3}$ . Наличие низкого максимума концентрации означает, что имеет место механизм, препятствующий встраиванию атомов Mg в кристаллическую решетку. Это связано, очевидно, с тем, что с увеличением расхода  $Cr_2Mg$  после его разложения образуется большое количество углеводородов. Наиболее вероятным механизмом, возникающим на поверхности GaN, является «конкуренция» встраивания Mg и молекул углеводородов в растущий слой, что и приводит к уменьшению концентрации Mg в GaN при больших потоках МОС Mg. Таким образом, при указанных условиях эпитаксии оптимальный расход  $Cr_2Mg$ , при котором в эпитаксиальном слое достигается максимально возможная концентрация магния  $(6-8) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , составляет около 20–30 л/мин.

**Технология активации акцепторной примеси магния в эпитаксиальных слоях  $Al_xGa_{1-x}N$  и GaN *p*-типа.** Эксперименты по получению низкоомных слоев GaN *p*-типа показали, что существует необходимость активировать Mg, используя отжиг легированных слоев. После обработки легированных магнием слоев электронным лучом с низкой энергией получены *p*-слои с удельным сопротивлением 35 Ом·см, концентрацией дырок  $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$  и подвижностью носителей  $8 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ . Ранее сделано предположение, что причина отсутствия дырочной проводимости или низкой концентрации дырок в слоях *p*-GaN заключается в существовании Mg в кристаллической решетке материала в пассивном состоянии в виде нейтральных комплексов.

Несмотря на то что концентрация атомов Mg в эпитаксиальном слое составляет  $(1 \cdot 10^{19} - 6 \cdot 10^{19}) \text{ см}^{-3}$ , из-за образования нейтральных комплексов  $(Mg-H)^0$  выращенные *p*-слои имеют низкую концентрацию дырок (порядка  $10^{16} - 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ). Существуют различные технологические способы активации атомов Mg, заключающиеся в разрушении этих комплексов и в соответствующем увеличении концентрации Mg-акцепторов с мелкими энергетическими уровнями в запрещенной зоне. В работе [13] предложена

технология постростовой активации с помощью кратковременного нагрева полученных гетероструктур в атмосфере азота, разрушающего нейтральные комплексы  $(Mg-H)^0$  и, как следствие, увеличивающего концентрацию дырок. В различных публикациях приводятся разные значения для температуры и времени активации.

Очевидно, что температура отжига не может быть выше температуры роста активной области гетероструктур (993–1023 К), так как это приводит к размытию гетерограниц между квантовыми ямами и барьерами, а также к генерации дефектов в активной области и уменьшению квантового выхода излучения выращенных структур. Желательно не только использовать более низкие температуры отжига, но и уменьшать его продолжительность.

Проведены эксперименты, позволившие определить оптимальные технологические условия термообработки, обеспечивающие в отожженных гетероструктурах получение максимальной концентрации дырок в  $p$ -областях и максимальной величины квантового выхода излучения. Термообработка выращенных гетероструктур проводилась в печи с лучевым ИК-нагревом в атмосфере чистого азота. Перед отжигом осуществлялась продувка печной камеры азотом с целью устранения кислорода и водорода из газовой атмосферы. Скорость расхода азота во время отжига составляла 3–5 л/мин. Продолжительность отжига была ограничена и составляла 5 мин, включая нагрев в течение 1 мин до выбранной температуры отжига, отжиг при этой температуре в течение 3 мин и охлаждение в течение 1 мин. Температура отжига выбиралась в диапазоне 1043–1093 К. С целью изучения влияния температуры активации на величину квантового выхода излучения выращенные гетероструктуры разделены на группы, каждая из которых подверглась отжигу при разных температурах. Результаты эксперимента представлены на рис.4

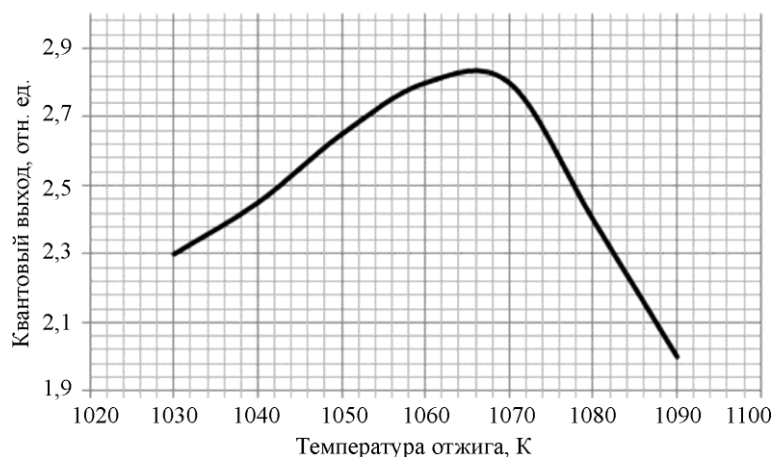


Рис.4. Зависимость квантового выхода излучения гетероструктур от температуры отжига

Fig.4. Dependence of the quantum yield of heterostructure radiation on the annealing temperature

Как видно из представленной зависимости, в диапазоне температур 1043–1063 К происходит постепенное увеличение квантового выхода, что, очевидно, связано с более полным процессом активации акцепторов, приводящим к увеличению концентрации дырок в слоях  $p$ -типа и увеличению их эффективности инжекции в активную область. Дальнейшее увеличение температуры от 1063–1073 К приводит к стабилизации квантового выхода на максимальном уровне, а при температурах отжига выше 1073 К начина-

ется деградация свойств структуры, что и отражается на снижении значений квантового выхода. Таким образом, для достижения максимальных значений квантового выхода отжиг гетероструктур необходимо проводить в узком диапазоне температур (1063–1073 К).

При отработке технологии активации примеси Mg обнаружен новый эффект: зависимость квантового выхода от взаимного расположения пластин. Оказалось, что если располагать пластины парами «лицом к лицу» при тесном контакте их *p*-областей, то квантовый выход после отжига имеет максимальное значение. Такое расположение пластин, по-видимому, уменьшает образование вакансий азота в приповерхностной области *p*-слоев, присутствие которых приводит к увеличению степени компенсации акцепторной примеси магния и, соответственно, к уменьшению концентрации дырок.

При выращивании методом металлоорганической газовой эпитаксии слоя *p*-GaN, легированного Mg, с последующей термической активацией получены слои с концентрацией дырок выше  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  и подвижностью до  $10 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ . Аналогичные подходы использованы и в технологии выращивания методом МОС-гидридной эпитаксии низкоомных слоев  $Al_xGa_{1-x}N$  *p*-типа, легированных Mg.

**Заключение.** Исследования показали, что в процессе получения легированного акцепторами GaN методом МОС-гидридной эпитаксии (при большом избытке  $\text{NH}_3$ ) существует термодинамическая возможность образования высокой концентрации нейтральных комплексов  $(A-H)^0$ . Уменьшение концентрации акцептора и, соответственно, водорода в слоях способствует снижению концентрации нейтральных комплексов и упрощает технологическую задачу получения низкоомных слоев *p*-типа проводимости даже при низких концентрациях акцептора. Однако это требует разработки новых технологических приемов, связанных с уменьшением при эпитаксии GaN содержания водорода и нежелательных примесей, таких как Si,  $\text{O}_2$ , C.

### Литература

1. Гольцова М. Мощные GaN-транзисторы. Истинно революционная технология // Электроника: наука, технология, бизнес. – 2012. – № 4 (118). – С. 86–101.
2. Белкин М.Е., Кудж С.А., Сигов А.С. Новые принципы построения радиоэлектронной аппаратуры СВЧ-диапазона с использованием радиодифракционной технологии // Российский технологический журнал. – 2016. – № 1 (10). – С. 4–20.
3. Крапухин Д.В., Мальцев П.П. Монолитная интегральная схема малошумящего усилителя на нитриде галлия для диапазона 57–64 ГГц // Российский технологический журнал. – 2016. – Т. 4. – № 4 (13). – С. 42–53.
4. Расчет упругонапряженной гетероструктуры  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As/InP$  с квантовыми ямами для эффективных лазерных излучателей / В.Н. Светогоров, Р.Х. Акчурун, А.А. Мармалюк и др. // Российский технологический журнал. – 2018. – Т. 6 – № 2. – С. 46–55.
5. Балакирев А.И., Туркин А.Н. Развитие технологии нитрида галлия и перспективы его применения в СВЧ-электронике // Современная электроника. – 2015. – №4. – С. 28–32.
6. Федоров Ю. Широкозонные гетероструктуры (Al, Ga, In)N и приборы на их основе для миллиметрового диапазона длин волн // Электроника: наука, технология, бизнес. – 2011. – № 2. – С. 92–107.
7. Туркин А.Н. Нитрид галлия как один из перспективных материалов в современной оптоэлектронике // Компоненты и технологии. – 2011. – № 5. – С. 6–10.
8. Караетьянц М.Х., Караетьянц М.Л. Основные термодинамические константы неорганических и органических веществ. – М.: Химия, 1968. – 467 с.
9. Стрельченко С.С., Лебедев В.В. Соединения: справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
10. Волков А.В., Жарский И.М. Справочник по физической химии. Таблицы термических констант веществ. – Минск: Современная школа (Букмастер), Интерпрессервис, 2016. – 256 с.
11. Болтакс Б.И. Диффузия в полупроводниках. – М.: ГИФМ, 1961. – 404 с.
12. Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. –

М.: Наука, 1967. – 371 с.

13. Туркин А.Н., Юнович А.Э. Научные и технологические новости на нитридном направлении в России // Полупроводниковая светотехника. – 2013. – №6. – С. 28–29.

Поступила в редакцию 29.10.2018 г.; после доработки 29.10.2018 г.; принята к публикации 22.01.2019 г.

**Вигдорович Евгений Наумович** – доктор технических наук, профессор кафедры оптических и биотехнических систем и технологий Физико-технологического института МИРЭА – Российского технологического университета (Россия, 107076, г. Москва, ул. Стромынка, д. 20), evgvig@mail.ru

### References

1. Goltsova M. Powerful GaN-transistors. Truly revolutionary technology. *Elektronika: nauka, obrazovaniye, biznes = Electronics: science, technology, business*, 2012, no.4 (118), pp. 86–101. (in Russian).
2. Belkin M.E., Kudzh S., Sigov A.S. New principles of construction of radio - electronic equipment of microwave range with the use of radio-photon technology. *Rossiyskiy tekhnologicheskiy zhurnal = Russian technology magazine*, 2016, no. 1 (10). pp. 4–20. (in Russian).
3. Krapukhin D.V., Maltsev P.P. Monolithic integrated circuit of low-noise amplifier on gallium nitride for the range of 57–64 GHz. *Rossiyskiy tekhnologicheskiy zhurnal = Russian technology magazine*, 2016, vol. 4, no. 4 (13), pp. 42–53. (in Russian).
4. Svetogorov V.N., Akchurin R.H., Marmalyuk A.A., Ladugin M.A., Yarotskaya I.V. Calculation of progenerates heterostructures  $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As/InP$  with quantum wells for efficient laser emitters. *Rossiyskiy tekhnologicheskiy zhurnal = Russian technology magazine*, 2018, vol. 6, no. 2, pp. 46–55. (in Russian).
5. Balakirev A.I., Turkin A.N. Development of gallium nitride technology and prospects of its application in microwave electronics. *Sovremennaya elektronika = Modern electronics*, 2015, no. 4, pp. 28–32. (in Russian).
6. Fedorov Yu.A. Wide bandgap heterostructure (Al, Ga, In)N and devices on their basis for the millimetre wavelength range. *Elektronika: nauka, obrazovaniye, biznes = Electronics: science, technology, business*, 2011, no. 2, pp. 92–107. (in Russian).
7. Turkin A.N. Gallium nitride as one of the most promising materials in modern optoelectronics. *Komponenty i tekhnologii = Components and technologies*, 2011, no. 5, pp.6–10. (in Russian).
8. Karapet'yants M.X., Karapet'yants M.L. *Basic thermodynamic constants of inorganic and organic substances*. Moscow, Chemistry Publ., 1968. 467 p. (in Russian).
9. Strelchenko S.S., Lebedev V.V. *Connections Directory*. Moscow, Metallurgy Publ., 1984. 144 p. (in Russian).
10. Volkov V. *Handbook of physical chemistry. Tables of thermal constants of substances*. Minsk, Sovremennaya shkola (Bukmaster), Interpresservis Publ., 2016. 256 p. (in Russian).
11. Boltax B.I. *Diffusion in semiconductors*. Moscow, GIFM Publ., 1961, 404 p. (in Russian).
12. Glazov V.M., Zemskov V.S. *Physical and Chemical of Semiconductor Doping*. Moscow, Nauka Publ., 1967. 56 p. (in Russian).
13. Turkin A.N., Yunovich A.E. Scientific and technological news on nitride field in Russia. *Poluprovodnikovaya svetotekhnika = Semiconductor lighting engineering*. 2013, no. 6, pp. 28–29. (in Russian).

Received 29.10.2018; Revised 29.10.2018; Accepted 22.01.2019

### Information about the author:

**Eugene N. Vignorovich** – Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Optical and Biotechnical Systems and Technologies Department, Institute of Physics and Technology, MIREA – Russian Technological University (Russia, 107076, Moscow, Stromynka, 20), evgvig@mail.ru